

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 05-017825

(43)Date of publication of application : 26.01.1993

(51)Int.Cl. C21D 9/46
C21D 8/02
C22C 38/00
C22C 38/04

(21)Application number : 03-120801

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 27.05.1991

(72)Inventor : FUKUYAMA HARUNARI

(54) PRODUCTION OF COLD ROLLED HIGH STRENGTH STEEL SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a cold rolled high strength steel sheet excellent in formability and having high tensile strength.

CONSTITUTION: As a stock, a steel having a composition consisting of 0.05-0.10% C, 0.5-1.0% Si, 1.0-2.0% Mn, and the balance Fe with inevitable impurities is used. This steel is hot-rolled, coiled at 660-740° C, cold-rolled, and held in a temp. region between the A1 transformation point and the A3 transformation point for 30-120sec to undergo annealing. After annealing, the resulting sheet is cooled down to an intermediate temp. (T° C) satisfying the undermentioned inequality (1) at $\leq 5^{\circ}\text{C/sec}$ average cooling rate and then cooled rapidly from the intermediate temp. down to $\leq 200^{\circ}\text{C}$ at $\geq 20^{\circ}\text{C/sec}$ average cooling rate: A1 transformation point $\leq T^{\circ}\text{C} \leq (\text{A1 transformation point} + 100) \dots (1)$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

23.07.1993

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

14.05.1996

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-17825

(43)公開日 平成5年(1993)1月26日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/46		F 7356-4K		
8/02		B 7412-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1	R 7217-4K		
38/04				

審査請求 未請求 請求項の数1(全 5 頁)

(21)出願番号	特願平3-120801	(71)出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22)出願日	平成3年(1991)5月27日	(72)発明者	福山 東成 茨城県鹿島郡鹿島町大字光3番地住友金属 工業株式会社鹿島製鉄所内
		(74)代理人	弁理士 穂上 照忠 (外1名)

(54)【発明の名称】 成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】成形性に優れた引張強さが50kgf/mm²以上の高強度冷延鋼板を製造する。

【構成】素材として、C:0.05~0.10%、Si:0.5~1.0%、Mn:1.0~2.0%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる鋼を用いる。この鋼を熱間圧延

し、660~740℃の温度範囲で巻き取った後、冷間圧延を施し、A₁変態点~A₃変態点の温度域で30~120秒間保持する焼鈍を行う。焼鈍後は下記(1)式を満足する中間温度(T℃)まで平均冷却速度5℃/sec以下で徐却し、中間温度から200℃以下まで平均冷却速度20℃/sec以上で急冷する。

$$A_1 \text{ 変態点} \leq T^{\circ}\text{C} \leq A_1 \text{ 変態点} + 100 \quad \cdots \cdots (1)$$

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C:0.05~0.10%、Si:0.5~1.0%、Mn:1.0~2.0%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる鋼を熱間圧延後、660~740℃の温度範囲で捲き取り、冷間圧延を施し、A₁変態点~A₃変態点の温度域で30~120秒間保持する焼鈍を行

$$A_1 \text{ 変態点} \leq T^{\circ}\text{C} \leq A_1 \text{ 変態点} + 100 \quad \dots\dots (1)$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車などの部材の材料に好適な引張強さが50kgf/mm²以上の成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、地球環境保護の観点から、自動車を例にとると、省エネルギーや排ガスによる環境汚染の減少が求められており、その対策として、材料の板厚を削減して車体の軽量化を図る方法がとられている。材料の板厚を削減すると、それにともない材料の強度が低下するので、車体の強度を低下させることなく、軽量化を図るためには、高強度の薄鋼板が是非とも必要である。しかしながら、強度が増加するにともない延性が低下するため、高強度薄鋼板は成形性に劣るという欠点がある。

【0003】自動車用鋼板はプレスなどの冷間成形加工を経て使用されるのが一般であり、鋼板には優れた成形性が求められる。高強度薄鋼板はこの成形性に難点があるため、成形加工の厳しい用途には不向きであり、その用途は限られたものとなる。

【0004】このようなことから、良好な成形性を有する高強度の薄鋼板が望まれている。

【0005】このような薄鋼板としては、Cr、Ti、V、Mo、Nb、B等の合金元素を多量に使用して強度と同時に延性を向上させたものがあるが、このような高価な元素の多量使用はコスト面で不利である。特開昭53-22812号公報には、このような高価な元素を含有しない鋼から加工性に優れた高強度冷延鋼板を製造する方法が提案されている。この方法とは、C:0.03~0.30%、Mn:0.7~3.0%、Si:0.5%以下の鋼を熱間圧延後、A₁変態点~A₃変態点の間の温度範囲で捲き取り、冷間圧延を施し、ついでA₁変態点~A₃変態点で15秒の焼鈍を行った後、1℃/sec以上で冷却するものであり、熱間圧延後の熱延鋼板をA₁変態点~A₃変態点の間の温度範囲で捲き取るにより、CおよびMnが十分に濃化されたオーステナイト相が適宜に分散し、のちの短時間の連続焼鈍後の冷却で複合組織が形成

$$A_1 \text{ 変態点} \leq T^{\circ}\text{C} \leq A_1 \text{ 変態点} + 100 \quad \dots\dots (1)$$

【0010】

【作用】つぎに、本発明の方法において、素材鋼の化学成分および製造条件を上記のとおりに数値限定した理由を説明する。

い、ついで下記(1)式を満足する中間温度(T℃)まで平均冷却速度5℃/sec以下で冷却し、中間温度から200℃以下まで平均冷却速度20℃/sec以上で冷却することを特徴とする成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

されることにより、強度と同時に延性も向上する。しかし、捲き取り温度がA₃変態点に近くなるほど、捲き取り後の徐冷で形成されるフェライト結晶粒が粗大化し、引張強度が低下したり、板内異質性が大きくなって加工性が劣化したりするため、特開昭53-22812号公報に記載の製造方法の場合には、捲き取り温度を高くとったときには所望の特性が得られないことがある。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は上記の諸問題を解消することであり、詳しくは、Cr、Ti、V、Mo、Nb、B等の高価な合金元素を使用することなく、成形性に優れ、引張強さが50kgf/mm²以上の高強度冷延鋼板を製造することができる方法を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者は、素材として上記のような高価な元素を含まずC、SiおよびMnの含有量を調整した鋼を使用し、これを熱間圧延した後の捲き取り温度を適正に調整すると、フェライト結晶粒の粗大化が抑制され、加工性の劣化が生じないこと、および冷間圧延後の焼鈍の冷却過程に2段冷却法を採用し、一定の中間温度までは冷却速度の小さい徐冷却で、それ以降は冷却速度の大きい急冷却で行うと、徐冷却で【111】フェライト結晶粒の成長が促進され、急冷却で急冷変態相が生成し、成形性と同時に強度も向上することを見出した。

【0008】ここに本発明は「重量%で、C:0.05~0.10%、Si:0.5~1.0%、Mn:1.0~2.0%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる鋼を熱間圧延後、660~740℃の温度範囲で捲き取り、冷間圧延を施し、A₁変態点~A₃変態点の温度域で30~120秒間保持する焼鈍を行い、ついで下記(1)式を満足する、中間温度(T℃)まで平均冷却速度5℃/sec以下で冷却し、中間温度から200℃以下まで平均冷却速度20℃/sec以上で冷却することを特徴とする成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【0009】

【0011】A) 素材鋼の化学成分

(a) C

Cは強度を確保するために添加するが、その含有量が0.05%未満では所望の強度が得られず、0.10%を超えると

成形性に劣るようになることから、その含有量を0.05~0.10%と定めた。

【0012】(b) Si

Siは固溶強化をとおして鋼の強度を高める作用がある。また、SiはCに比べ、その添加による伸びの劣化が小さいという利点を有している。しかし、その含有量が0.5%未満では強度の上昇が小さく、1.0%を超えると脱スケール性が劣化し、鋼板表面の酸化が問題となることから、その含有量を0.5~1.0%と定めた。

【0013】(c) Mn

Mnも強度を確保するために添加するが、その含有量が1.0%未満では強度の上昇が小さく、2.0%を超えると成形性が劣化するようになることから、その含有量を1.0~2.0%と定めた。

【0014】素材の鋼は、上記の成分のほか、残部のFeおよび不可避不純物からなり、転炉、平炉、電気炉などで溶製され、鋼塊法または連続鑄造法によってスラブとされた後、熱間圧延に供される。

【0015】B) 製造条件

(a) 熱間圧延後の巻き取り温度

高強度でしかも成形性に優れた鋼板とするためには、急冷によって生成する急冷変態相中のCを熱間圧延の巻き取り段階または冷間圧延後の焼鈍段階において、オーステナイト相中に濃化させ、フェライト相中のC濃度を低下させるだけでなく、金属組織自体を微細にして板内面異方性を小さくしてやる必要がある。

【0016】上記組成の鋼を熱間圧延した後、660~740℃の温度範囲で巻き取ることにより、CおよびMnが十分に濃化したオーステナイト相が適宜に分散したものとなる。熱延鋼板の段階で、このような組織にしておけば冷間圧延後の焼鈍において、オーステナイト相中へCおよびMnを拡散させて濃化をはかる必要がないので、焼鈍の冷却過程における急冷で容易に急冷変態相を生成させることができる。

【0017】また、このような巻き取り温度範囲内であれば、巻き取り後の徐冷でフェライト相が粗大化することがないので、冷間圧延後の金属組織は微細なものとなる。

【0018】しかし、巻き取り温度が740℃を超えるとフェライト相が粗大化し、成形性が劣化するようになる。一方、660℃より低い巻き取り温度ではフェライト相中のC濃度の低下が小さい。

【0019】

(b) 冷間圧延後の焼鈍温度および保持時間

焼鈍の目的はフェライト相中にオーステナイト相を形成させ、フェライト相中のC濃度を低下させることにある。そのためには、冷間圧延後の焼鈍はA₁変態点~A₃変態点の温度域で30~120秒間保持する条件で行う必要がある。

【0020】焼鈍温度がA₃変態点より高い場合は、オ

ーステナイト相の比率が過度に高くなってr値が低下し、A₁変態点より低い場合は、フェライト相の再結晶が不十分となって成形性が著しく低下する。一方、A₁変態点~A₃変態点の温度域で焼鈍してもその保持時間が30秒未満であると、フェライト相中のC濃度の低下が小さく、120秒を超えるとフェライト相中のC濃度の低下以外に、オーステナイト粒の成長も進行し、いずれの場合も良好な成形性が得られなくなる。

【0021】(c) 焼鈍後の冷却速度

焼鈍後の冷却は、フェライト{111}再結晶集合組織を免達させるとともに急冷変態相を生成させることにある。熱延鋼板の段階では、{111}フェライト結晶粒が少ないため、良好な成形性を確保するためには冷間圧延または焼鈍による再結晶等により{111}フェライト結晶粒を増加させる必要がある。焼鈍で{111}フェライト結晶粒を増加させるとともに所望の高強度を得るに必要な急冷変態相を生成させるためには、焼鈍後の冷却はA₁変態点~(A₁変態点+100)の、中間温度まで平均冷却速度5℃/sec以下の徐冷とし、中間温度から200℃以下の温度まで平均冷却速度20℃/sec以上の急冷とする必要がある。

【0022】第1段目のA₁変態点~(A₁変態点+100)の、中間温度までの平均冷却速度が5℃/secを超えると、徐冷却の効果が小さく、{111}の成長が低下して成形性の向上が小さい。平均冷却速度5℃/sec以下の徐冷を(A₁変態点+100)より高い温度域で終えると、冷却時間が不十分で{111}の成長が十分に得られず、平均冷却速度5℃/sec以下でA₁変態点より低い温度域まで徐冷すると、次の急冷で急冷変態相の形成が不十分となり、所望の高強度を得ることができなくなる。

【0023】一方、第2段目の中間温度から200℃以下の温度までの平均冷却速度が20℃/sec未満であると、本発明で使用する成分系の鋼では所望の高強度を得るに必要な急冷変態相が十分に生成されない。

【0024】

【実施例】転炉にて溶製した表1に示す化学成分のスラブを板厚2.9mmまで熱間圧延した後、650~750℃の温度でコイルに巻き取り、酸洗した後、タンデム式冷間圧延機にて板厚0.75mmまで冷間圧延を行った。次いで、連続焼鈍炉にて650~880℃×30~120分保持する焼鈍を施した後、第1段のA₁変態点~(A₁変態点+100)の、中間温度まで平均冷却速度1~3℃/secで、第2段の中間温度から200℃以下の温度まで平均冷却速度20~100℃/secで冷却した。なお、比較例3は途中で冷却速度を変えずに、焼鈍後は平均冷却速度100℃/secで200℃以下の温度まで冷却した。比較例4は(A₁変態点+100)より高い840℃まで平均冷却速度3℃/secで徐冷し、それ以降は平均冷却速度100℃/secで急冷した。

【0025】比較例5はA₁変態点より低い650℃まで平均冷却速度3℃/secで徐冷し、それ以降は平均冷却速度100℃/secで急冷した。こうして得られた冷延鋼板から試験片を切り出し、機械的性質を調べた。その結果を表2に示す。

【0026】表2から、本発明の方法により得られた冷延鋼板（本発明例1～13）はいずれも引張強さが50kgf/mm²以上で、しかも降伏比が低く、1.0以上のr値を

有し、成形性に優れていることがわかる。これに対して、鋼の成分組成または製造条件のいずれかが本発明で規定する範囲から外れている比較例1～8は、引張強さが50kgf/mm²未満であったり、引張強さが50kgf/mm²以上であっても、降伏比またはr値が悪く、成形性に劣る。

【0027】

【表1】

表 1

No.	化 学 成 分 (%)			A ₁ 変 点 (℃)	A ₁ 変 点 (℃)	焼 取 度 度 (℃)	焼 度 (℃)	焼 時 (sec)	第 1 段 冷 却 速 度 (℃/sec)	中 間 温 度 (℃)	第 2 段 冷 却 速 度 (℃/sec)
	C	Si	Mn								
1	0.07	0.77	1.50	723	870	690	810	60	3	730	100
2	"	"	"	"	"	"	"	30	"	"	"
3	"	"	"	"	"	"	"	120	"	"	"
4	0.05	0.93	1.82	728	884	"	830	60	"	"	"
5	0.09	0.51	1.24	720	866	"	810	"	"	"	"
6	0.07	0.77	1.50	723	870	680	"	"	"	"	"
7	"	"	"	"	"	740	"	"	"	"	"
8	"	"	"	"	"	680	850	"	1	750	"
9	"	"	"	"	"	"	780	"	5	730	"
10	"	"	"	"	"	"	810	"	3	725	"
11	"	"	"	"	"	"	850	"	1	800	"
12	"	"	"	"	"	"	"	"	"	730	20
13	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	50
1	"	"	"	"	"	* 750	810	"	3	"	100
2	"	"	"	"	"	* 650	"	"	"	"	"
3	"	"	"	"	"	690	"	"	* 100	"	"
4	"	"	"	"	"	"	850	"	3	* 840	100
5	"	"	"	"	"	"	"	"	"	* 650	"
6	"	"	"	"	"	"	* 650	"	"	730	"
7	"	"	"	"	"	"	* 880	"	"	"	"
8	* 0.14	0.75	1.45	722	842	"	810	"	"	"	"

(注) 残部はFeおよび不可避不純物である。

* 印は本発明で規定する条件より外れていることを意味する。

【0028】

【表2】

表 2

	No.	機 械 的 性 質				
		降 伏 点 (kgf/mm ²)	引 張 強 さ (kgf/mm ²)	伸 び (%)	降 伏 比 (%)	r 値
本 発 明 例	1	36	59	29	62	1.2
	2	35	57	25	61	1.0
	3	35	57	27	60	1.1
	4	38	65	28	58	1.0
	5	40	66	27	61	1.0
	6	35	57	24	64	1.0
	7	36	59	28	61	1.1
	8	37	57	29	65	1.1
	9	34	53	27	64	1.0
	10	36	58	29	62	1.0
	11	34	54	24	63	1.1
	12	32	52	30	62	1.1
	13	34	55	27	62	1.0
比 較 例	14	37	59	28	63	0.9
	15	36	57	20	64	0.6
	16	36	59	28	61	0.9
	17	36	57	29	63	0.8
	18	34	52	30	68	1.0
	19	37	49	30	74	1.1
	20	37	56	30	66	0.9
	21	37	60	28	61	0.8

【0029】

【発明の効果】実施例に示した如く、本発明の方法によれば成形性に優れた引張強さが50kgf/mm² 以上の高強度冷延鋼板を安定して製造することができる。そして、こ

の製造方法で得られる高強度冷延鋼板には、Cr、Ti、V、Mo、Nb、B等の高価な合金元素を使用していないので安価である。